



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**VLIV ASYMETRIE ZÁTĚŽNÉHO CYKLU NA RYCHLOST
ŠÍŘENÍ ÚNAVOVÝCH TRHLIN VE SLITINĚ INCONEL 625**

INFLUENCE OF ASYMMETRY LOADING CYCLE ON FATIGUE CRACK GROWTH OF ALLOY
INCONEL 625

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Jan Kander

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

BRNO 2019

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Student: **Jan Kander**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.**
Akademický rok: 2018/19

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č. 111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Vliv asymetrie zátěžného cyklu na rychlost šíření únavových trhlin ve slitině Inconel 625

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Cílem práce je posouzení vlivu různých asymetrií zátěžného cyklu na kinetiku růstu únavových trhlin ve slitině Inconel.

Experimentální část práce se bude provádět ve firmě Materiálový a metalurgický výzkum Ostrava.

Cíle bakalářské práce:

Cílem práce je posouzení vlivu asymetrie zátěžného cyklu na kinetiku růstu únavových trhlin v korozně vysoce odolné niklové slitině Inconel 625. V rámci práce bude zkoumán vliv zatěžování s různou asymetrií $R = 0,1$ a $R = 0,7$ na rychlost šíření trhlin v oblasti platnosti Parisova-Erdoganova vztahu. Výsledkem práce bude vztah mezi strukturou, statickými mechanickými vlastnostmi a únavovým chováním studované slitiny.

Seznam doporučené literatury:

ASKELAND, Donald R. and Pradeep P. FULAY. The Science and Engineering of Materials. 5th ed. Toronto, Ont.: Thomson, c2006. ISBN 0-534-55396-6.

CALLISTER, William D. Materials Science and Engineering: an Introduction. 6th ed. New York: John Wiley and Sons, 2003. ISBN 0-471-22471-5.

OHRING, Milton. Engineering materials science. San Diego: Academic Press, c1995. ISBN 0-12-524995-0.

PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu II. Brno: CERM, c1999. ISBN 80-7204-130-4.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2018/19.

V Brně, dne 30. 10. 2018



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.

ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.

děkan fakulty

Abstrakt

Předmětem této práce bylo posouzení vlivu asymetrie cyklu na rychlost šíření únavových trhlin v niklové superslitině Inconel 625. Experimentální část byla provedena ve společnosti Materiálovém a metalurgickém výzkumu v Ostravě a v jejím rámci byl zkoumán vliv asymetrií cyklu s parametry $R = 0,1$ a $R = 0,7$ na rychlost šíření trhlin. Teoretická část popisuje strukturu niklových superslitin a šíření únavových trhlin.

Klíčová slova

Inconel 625, rychlost šíření trhlin, asymetrie zátěžného cyklu, mechanické vlastnosti

Abstract

The main subject of this bachelor thesis was to evaluate influence of asymmetry of loading cycle on fatigue crack growth rate in a nickel-based superalloy Inconel 625. Experimental part of this thesis was carried out in Material and metallurgical research Ltd. Company in Ostrava, it's main aim was to study the influences of loading cycles with parameter of asymmetry $R = 0,1$ and $R = 0,7$ on crack growth rate. Theoretical part deals with structure of nickel-based superalloys and fatigue crack growth rate.

Key words

Inconel 625, crack growth rate, asymmetry of loading cycle, mechanical properties

KANDER, Jan. *Vliv asymetrie zátěžného cyklu na rychlost šíření únavových trhlin ve slitině Inconel 625*. Brno, 2019. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/117478>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí bakalářské práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Vliv asymetrie zátěžného cyklu na rychlost šíření únavových trhlin ve slitině Inconel 625** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a zdrojů, které jsou součástí této práce.

V Brně dne:

Podpis:

Poděkování

Rád bych chtěl touto cestou poděkovat svému vedoucímu prof. Ing. Stanislavu Věchetovi, CSc. za jeho vedení, ochotu a především cenné rady. Dále bych chtěl poděkovat pracovníkům Materiálového a metalurgického výzkumu s.r.o v Ostravě, bez kterých by tato práce nebyla možná. V neposlední řadě bych chtěl poděkovat členům své rodiny za jejich podporu.

Obsah

1 Úvod.....	1
2 Teoretická část.....	2
2.1 Charakteristika a vývoj superslitin	2
2.2 Niklové superslitiny.....	2
2.3 Mikrostruktura	3
2.3.1 Matrice γ	3
2.3.2 Fáze γ'	4
2.3.3 Primární karbidy	5
2.3.4 Sekundární karbidy	6
2.3.5 Topologicky těsně uspořádané fáze	7
2.4 Vlastnosti niklových superslitin	8
2.4.1 Únava materiálu	9
2.4.2 Creep	10
2.4.3 Koroze	11
2.5 Šíření únavových trhlin	12
2.5.1 Plastická zóna.....	13
2.5.2 Mechanismus a etapy šíření	13
2.5.3 Metody měření rychlosti šíření	14
2.5.3.1 Konstantní amplituda síly, rostoucí K, zkušební postup pro $da/dN > 10^{-5}$ mm/cyklus	14
2.5.3.2 Postup s klesajícím K pro $da/dN > 10^{-5}$ mm/cyklus	14
2.5.4 Paris – Erdoganův vztah	15
2.5.5 Asymetrie cyklu	15
2.5.6 Vliv dalších faktorů na rychlost šíření trhlin	17
2.5.6.1 Vliv korozního prostředí	17
2.5.6.2 Vliv teploty.....	18
3 Cíle práce.....	19
4 Experimentální část.....	20
4.1 Experimentální materiál	20
4.1.1 Chemické složení.....	20
4.1.2 Mechanické vlastnosti.....	20
4.1.3 Struktura.....	20

4.2 Měření rychlosti růstu únavových trhlin	22
4.3 Výsledky experimentů	24
4.4 Diskuze	25
5 Závěr.....	27
6 Bibliografie.....	28
7 Seznam použitých zkratek.....	30

1 Úvod

Stále se zvyšující nároky na vlastnosti používaných konstrukčních materiálů používaných v různých technických aplikacích, kde jsou vystaveny náročným provozním podmínkám vedou k neustálému vývoji v oblasti materiálového inženýrství a k vývoji materiálů a slitin se stále vyššími užitnými vlastnostmi. V odvětvích průmyslu, kde je provozovaný materiál vystaven extrémním provozním podmínkám si musí materiál udržet požadovanou úroveň mechanických vlastností za provozních podmínek, zahrnujících nejenom teplotu a tlak, ale také celou řadu dalších vlastností jako je korozní odolnost, odolnost vůči dynamickým podmínkám zatěžování, dlouhodobé zátěži i při vysoké teplotě-creep, odolnosti vůči náhlému nestabilnímu lomu atd. Jednou z možností volby materiálu pro takto náročné technické aplikace je využití speciálních slitin na bázi Ni, které jsou-li správně tepelně zpracovány dokáží odolávat extrémním podmínkám provozu a vykazují velmi dobré korozní a další nekonvenční vlastnosti. Limitujícím faktorem jejich širokého využití je jejich cena, z tohoto důvodu se tyto speciální slitiny používají jen pro nejnáročnější aplikace zahrnující mnohdy velmi agresivní korozní prostředí. Cílem této práce je předložit základní přehled těchto slitin, rozbor mikrostruktury a vlastností včetně základních degradačních procesů, kterým jsou v průběhu svého provozu vystaveny. V experimentální části bylo provedeno hodnocení vlivu asymetrie cyklu, konkrétně s parametry asymetrie $R = 0,1$ a $R = 0,7$ na rychlost růstu únavových trhlin ve slitiny Inconel 625.

2 Teoretická část

2.1 Charakteristika a vývoj superslitin

Superslitiny jsou unikátní polykomponentní materiály pro vysokoteplotní použití, které vynikají výbornou odolností vůči únavovému poškození, creepu, ale i oxidaci a korozi a to i při velmi vysokých teplotách.

Zpevnění těchto slitin je nejčastěji zajištěno zpevněním tuhého roztoku (substitučně), precipitačně a nebo karbidicky. Podle obsaženého hlavního prvku je můžeme rozdělit na [1], [2]:

- Superslitiny na bázi kobaltu – MAR-M, Stellite
- Superslitiny na bázi železa a niklu – Discalloy, Pyromet
- Superslitiny na bázi niklu – Inconel, Incoloy

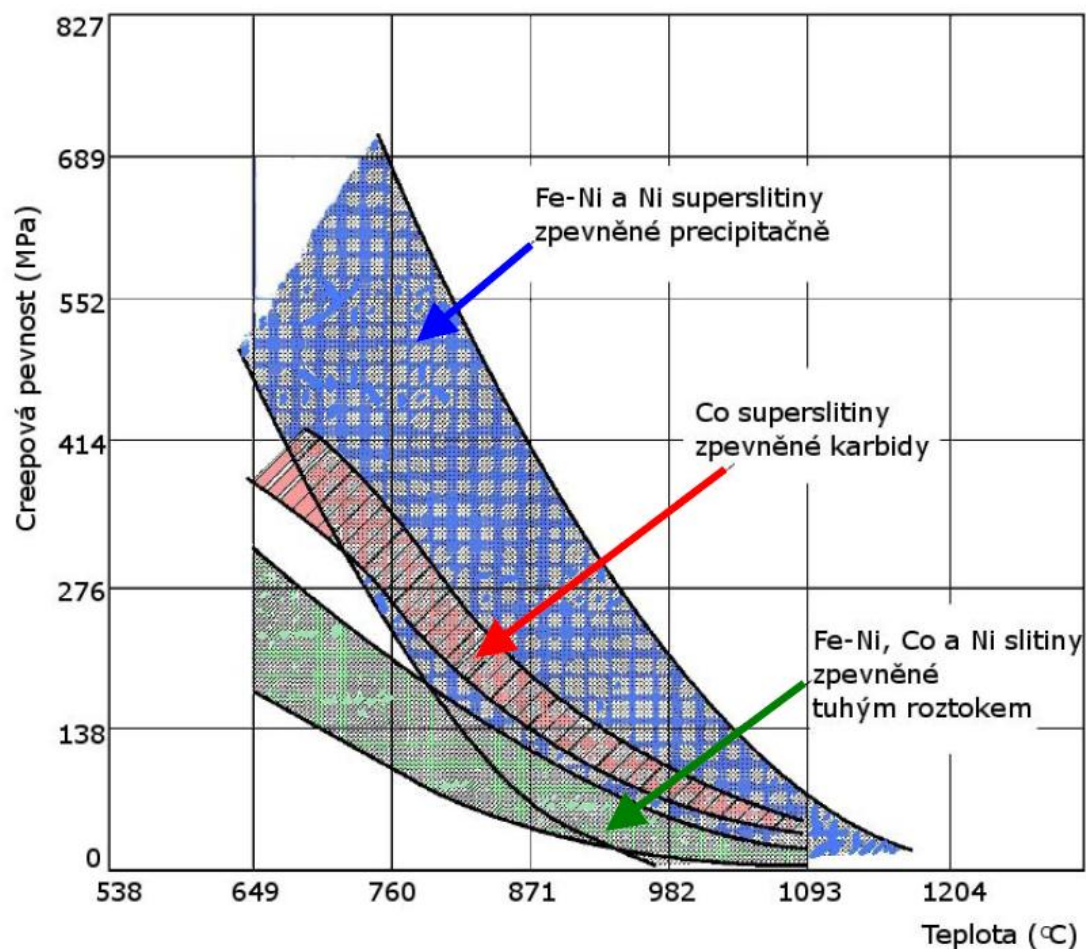
Typická krystalová struktura pro niklové superslitiny je FCC (krychlová plošně středěná). Železo-niklové slitiny jsou obvykle tvářené. Slitiny na bázi niklu nebo kobaltu mohou být tvářené nebo lité podle aplikace. Vlastnosti jsou ovlivňovány chemickým složením a technologií výroby.

Vývoj těchto slitin byl poháněn potřebou po materiálech s vysokými operačními teplotami, které by se spolehlivě daly použít například v motorech letadel, kde jsou právě superslitiny použity v nejvíce namáhaných místech při nejvyšších teplotách. V průběhu let byl vyvíjen důraz na další vylepšení těchto slitin jako např. zlepšení mechanických vlastností, zvýšení operačních teplot, usnadnění svařování. Mimo jiné spotřeba paliva moderních letadlových motorů velmi silně závisí na tom, jakou pevnost za vysokých teplot má právě superslitina použitá na součásti v místech s nejvyšší teplotou. [1]

2.2 Niklové superslitiny

Mezi nejdůležitější vlastnosti superslitin patří odolnost proti deformaci za vysokých teplot (creep), oxidaci a korozi a dále také únavová životnost a fázová stabilita. Jejich pracovní teplota dosahuje až 80% teploty tavení a proto je potřeba zajistit převážně pevnost a odolnost vůči těmto vysokým teplotám. Jejich vysokoteplotní pevnost je zajištěna převážně zpevněním roztoku γ a také precipitačně vyloučenou fází γ' , které budou podrobněji probrány dále v této práci. Z pohledu odolnosti vůči zvýšeným teplotám je možné je rozdělit na:

- Žárovzdorné (odolávající oxidaci za vysokých teplot)
Slitiny na bázi Ni-Cr nebo Ni-Cr-Fe. Jsou zpevněny substitučně. Z toho vyplývá, že nejsou schopny dlouhodobě odolávat zatížení za vyšších teplot, a proto se využívají zejména pro tepelně namáhané statické součásti. Vyznačují se výbornou odolností vůči korozi za zvýšených teplot. [3], [4]
- Žárupevné (odolávající namáhání za vysokých teplot)
Slitiny na bázi Ni-Cr, které se vyznačují odolností vůči creepu. Tyto prvky společně tvoří základní matici γ . Jako přísadových prvků se využívá nikl a titan, které tvoří precipitačně vytvrzující intermetalickou fází $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ označovanou jako γ' . Další přísadami mohou být karbidotvorné prvky (např. W, Nb, Mo). [3], [4]



Obrázek 1: Srovnání creepové pevnosti superslitin různých bází v závislosti na jejich mechanismu zpevnění [5]

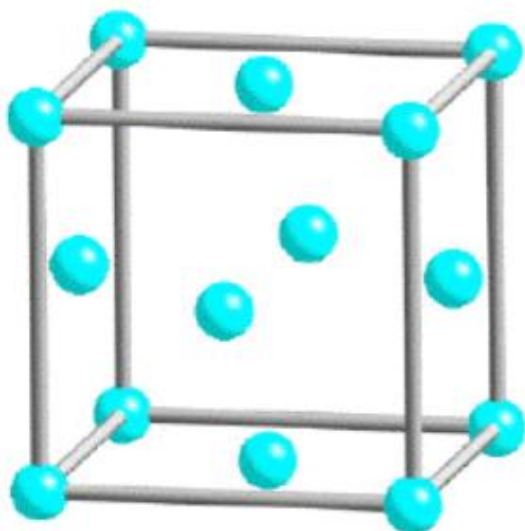
2.3 Mikrostruktura

Mikrostruktura niklových superslitin je tvořena hlavně základní maticí γ , precipitačně vytvrzující fází γ' a dále také primárními karbidy MC a sekundárními karbidy $M_{23}C_6$, M_6C , M_7C_3 . Karbidy se vylučují v závislosti na chemickém složení dané slitiny a tepelném zpracování.

U vícesložkových žárupevných slitin se ve struktuře často mohou objevovat topologicky těsně uspořádané fáze, mezi které se řadí Lavesovy fáze, fáze σ a fáze μ .

2.3.1 Matrice γ

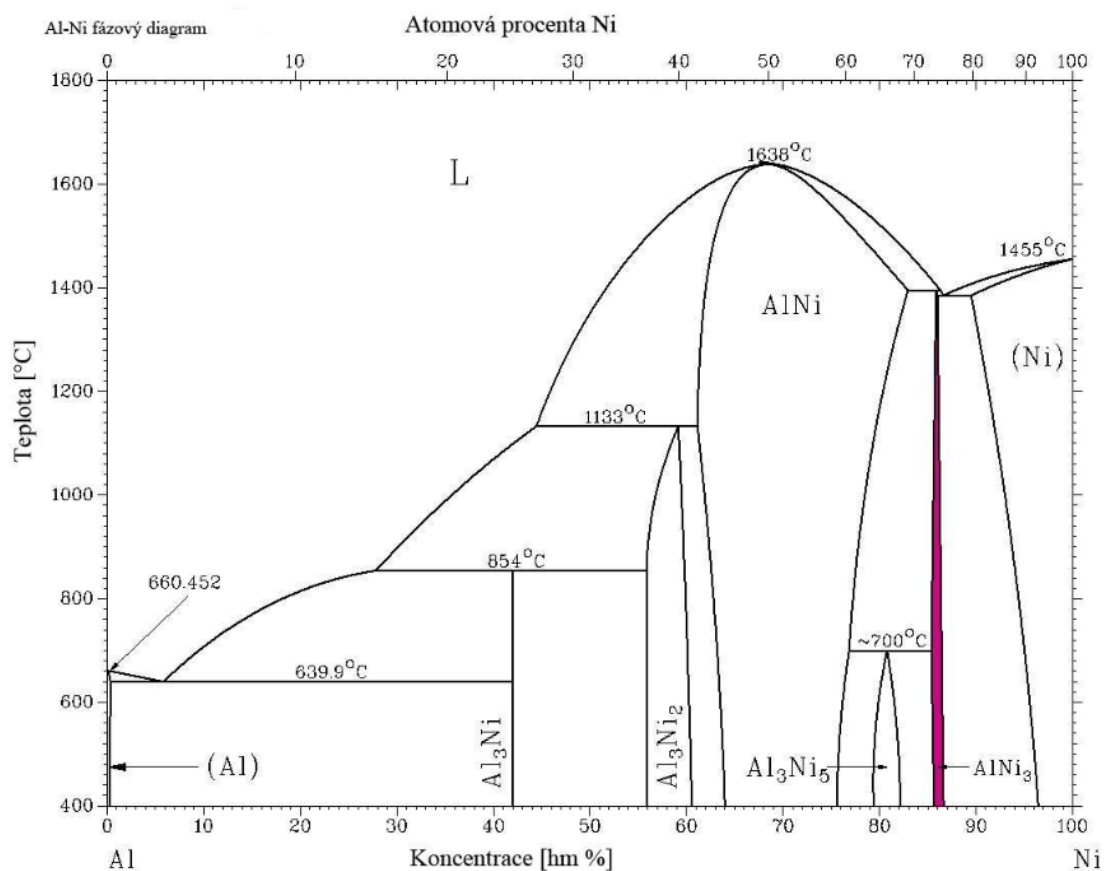
Základní matrice γ superslitin je tvořena tuhým roztokem niklu a vyznačuje se kubicky plošně centrovanou – FCC mřížkou, která je substitučně zpevněna přísadovými prvky (např. kobalt, chrom, železo, wolfram, titan, hliník, niob, molybden). Tyto přísadové prvky se mohou lišit svým atomárním poloměrem maximálně do 13 % od velikosti atomárního poloměru niklu. [6]



Obrázek 2: FCC mřížka základní matrice [6]

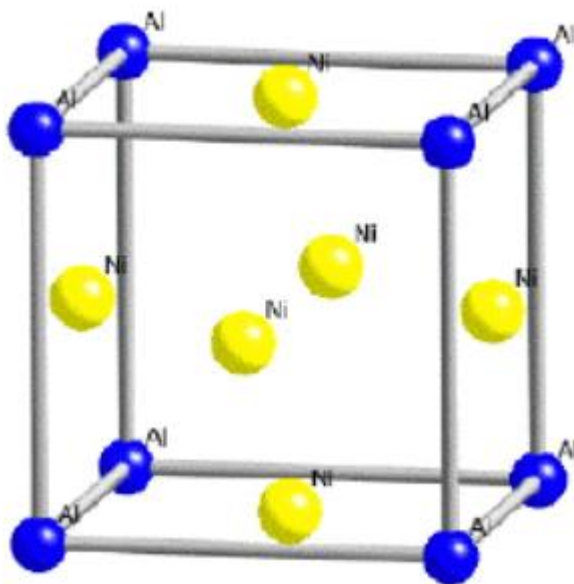
2.3.2 Fáze γ'

Po tuhém roztoku γ je fáze γ' další základní fází superslitin. Žárupevné slitiny byly vyvinuty na základě binárního diagramu Ni-Al, kdy se po přidání zhruba 10 % hliníku začíná vylučovat intermetalická fáze γ' - Ni_3Al (nebo také jako $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ pokud se ve slitině vyskytuje i titan). [1], [6], [7]



Obrázek 3: Binární fázový diagram Al-Ni, s vyznačenou oblastí vzniku precipitátu Al_3Ni [7]

Fáze γ' je charakteristická mřížkou typu $L1_2$, která je kubická plošně centrovaná a geometricky těsně obsazená, kde atomy Al obsazují rohy buňky a atomy Ti se umísťují do středu stěn. [1]



Obrázek 4: Mřížka typu $L1_2$ fáze γ'

Výsledný tvar precipitátu γ' a tím pádem i koherence mezi základní mřížicí γ a precipitátem γ' může být různá. Toto je velmi důležité protože na koherenci rozhraní γ/γ' silně závisí vlastnosti superslitin.

Koherenci rozhraní můžeme určit pomocí tzv. parametru misfit (mřížková neshoda) podle rovnice (1) [1]:

$$\delta = 2 * \left(\frac{\alpha_{\gamma'} - \alpha_{\gamma}}{\alpha_{\gamma'} + \alpha_{\gamma}} \right) * 100 [\%], \quad (1)$$

$\alpha_{\gamma'}$ - mřížkový parametr fáze γ' ,

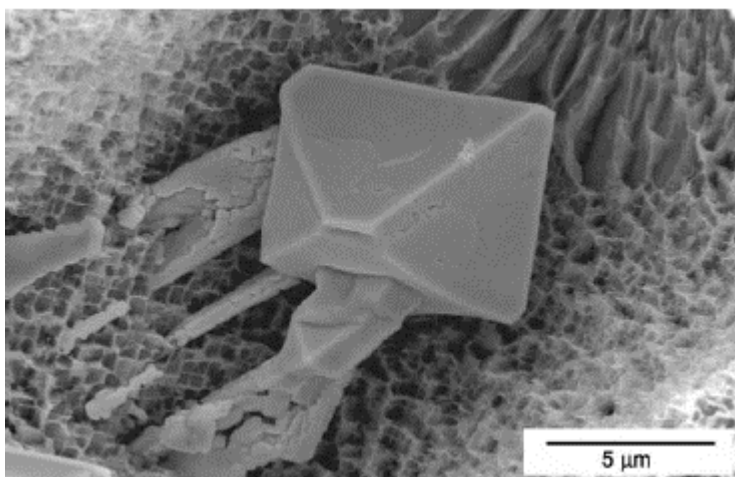
α_{γ} - mřížkový parametr základní matrice γ .

Podle hodnoty parametru můžeme vyhodnotit výsledný tvar precipitátu. Pokud je hodnota misfitu menší než 0,4 % pak bude precipitát globulární. Hodnotám misfitu mezi 0,4 – 1 % odpovídá kubický tvar a pro hodnoty větší než 1 % se bude precipitát γ' vylučovat ve formě tyčinek. [1]

2.3.3 Primární karbidy

Jedná se o poměrně hrubé částice s nepravidelnou kubickou morfologií a obecným vzorcem MC, které jsou v matrici uspořádány náhodně v celém jejím objemu. Tvoří je hlavně karbidotvorné prvky jako Ti, Ta, Nb, V a jako takové přispívají velmi málo ke zpevnění matrice.

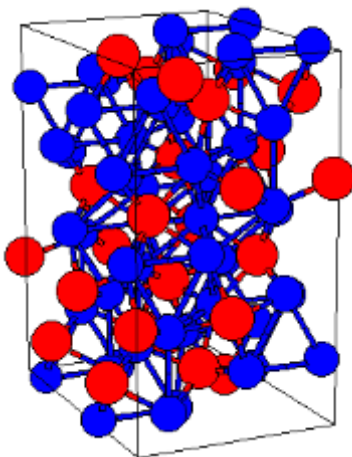
Rozpouští se v nich také malé množství Mo a W, které zeslabují atomové vazby těchto primárních karbidů, tento jev vede k rozpadu na sekundární karbidy typu $M_{23}C_6$ a M_6C . Přidáním Nb do slitiny lze tomuto jevu zabránit a zvýšit tím stabilitu primárních karbidů až do teplot 1200-1260 °C. [6]



Obrázek 5: Příklad karbidu typu MC zformovaného v niklové superslitině [1]

2.3.4 Sekundární karbidy

Karbid M_7C_3 je nestabilní fází s tetragonální strukturou v Ni superslitinách. Obvykle se vyskytuje ve slitinách s nízkým obsah Cr. Při ohřevu nad 1100 °C se transformuje na karbid typu $M_{23}C_6$. Tento karbid se obvykle dále nevyskytuje po tepelném zpracování.



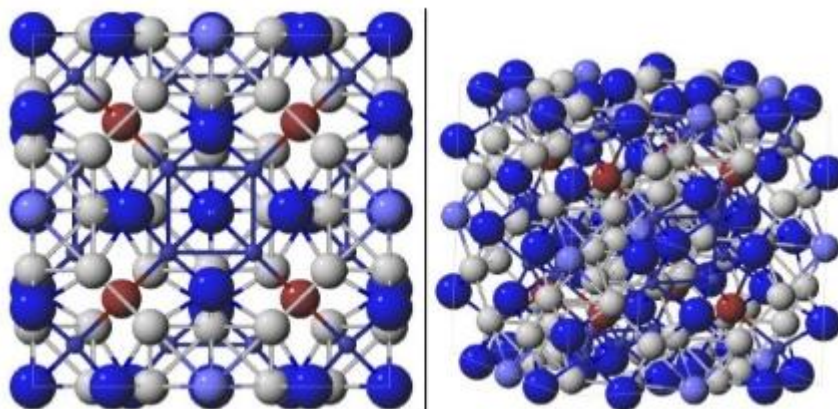
Obrázek 6: Mříž karbidu M_7C_3 [6]

Karbid $M_{23}C_6$ může vznikat za zvýšených teplot rozkladem z karbidů typu MC a nebo přímo vyprecipitovat z roztoku, kde je přítomný zbytkový uhlík. Tento karbid se vyznačuje složitou kubickou strukturou. Přítomnost tohoto karbidu na hranici zrn a jeho současné obklopení částicemi fáze γ' je ideální morfologie pro zlepšení creepových vlastností.

Řetězce globulí karbidu $M_{23}C_6$ zlepšují creepové vlastnosti tak, že brání pokluzům po hranicích zrn a zároveň dodávají dostatečnou houževnatost kolem zrn potřebnou pro relaxaci

napětí. V případě vyloučení karbidu $M_{23}C_6$ jinak než v globulích (např. desky, nepravidelné a nespojené části) dochází ke snížení tažnosti a výraznému zvýšení rizika vzniku trhlin na hranicích zrn. [6]

2.3.5 Topologicky těsně uspořádané fáze



Obrázek 7: Mříž karbidu $M_{23}C_6$ [6]

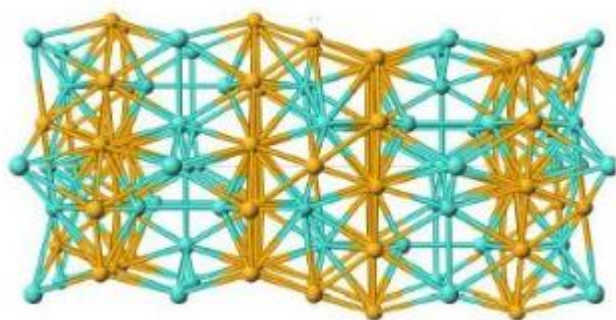
Přebytečně množství prvků jako Cr, Mo, W podporuje precipitaci intermetalických fází bohatých na tyto prvky. Tyto precipitační procesy způsobují snížení žáruvzdornosti díky vázání Cr a Co, dále se projevují poklesem zpevnění slitiny v důsledky zmenšení koncentrace W a Mo ve slitině a konečně kvůli svému nevhodnému tvaru zhoršují tvárné vlastnosti slitin. Mezi typické zástupce patří Lavesovy fáze, fáze σ a fáze μ . Pro tyto vznikající fáze je typické [1]:

- Vysoká a rovnoměrná hustota rozložení atomů
- Určitý stupeň nekovových přímých vazeb
- Komplexní krystalové struktury

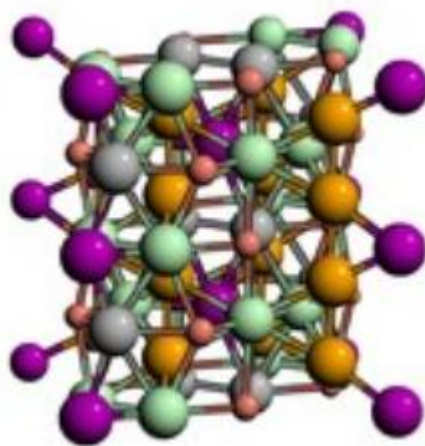
Lavesovy fáze mají mřížku hexagonální těsně uspořádanou. Vylučují se v případě že rozdíl atomových poloměrů prvků, které je tvoří je nad 15 % a nejčastěji se vyskytují ve slitinách Ni obsahujících navíc Fe. Vylučování této fáze zintenzivňuje křemík, u slitin s obsahem křemíku nad 1 % jsou Lavesovy fáze hlavní sekundární fází.

Fáze μ se mohou vylučovat ve slitinách s vysokou koncentrací Mo, W, Nb, Ta. Tato fáze disponuje romboedrickou mřížkou.

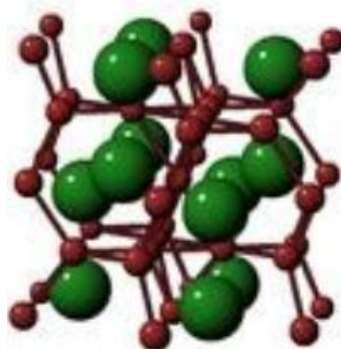
Fáze σ má mřížku tetragonální prostorově centrovanou. Často se objevuje v uzavřených oblastech fáze γ' a v zásadě působí negativně zejména společně s působícím zatížením. Dochází k poklesu creepové pevnosti a již při pokojové teplotě ke snížení tažnosti. [6]



Obrázek 8: Mříž fáze μ [6]



Obrázek 9: Mříž fáze σ [6]



Obrázek 10: Mříž Lavesovy fáze [6]

2.4 Vlastnosti niklových superslitin

Vlastnosti niklových superslitin jsou ovlivněny řadou faktorů, mezi které se řadí chemické složení, velikost a množství precipitátů, přítomnost nežádoucích fází, tvar a rozložení karbidů, který ovlivňujeme tepelným zpracováním, velikost zrna matrice a v neposlední řadě také to, zda je superslitina tvářená a nebo odlévána. Slitiny, které jsou lité vynikají lepší creepovou odolností, oproti tomu tvářené slitiny, které mají více rovnoměrnou strukturu a jemnější zrno oproti litým vynikají lepšími únavovými a tahovými vlastnostmi. Mechanické vlastnosti různých niklových superslitin pro několik zkušebních teplot můžeme vidět v tabulce 1. [5]

Slitina	Mez pevnosti (MPa) při teplotě			Mez kluzu (MPa) při teplotě			Prodloužení v tahu (%) při teplotě		
	21°C	540°C	760°C	21°C	540°C	760°C	21°C	540°C	760°C
Na bázi Ni									
Astroloy	1415	1240	1160	1050	965	910	16	16	21
Inconel 587©	1187	1035	830	705	620	605	28	22	20
Inconel 600	660	560	260	285	220	180	45	41	70
Inconel 718	1435	1275	950	1185	1065	740	21	18	25
Nimonic 75	745	675	310	285	200	160	40	40	67

Tabulka 1: Mechanické vlastnosti různých niklových superslitin [5]

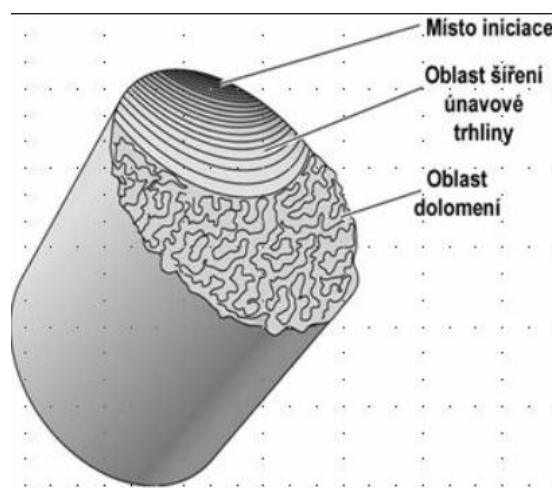
Mezi další významné vlastnosti limitující provozní nasazení v praxi patří:

- Únavové poškození
- Creep
- Koroze

2.4.1 Únava materiálu

Z technické praxe vyplývá, že cca 80 % veškerých havárií a poškození strojních součástí v praxi během jejich exploatace je způsobeno únavovým lomem. Většina součástí v provozu je namáhána opakujícím se proměnným namáháním. Takto namáhané součásti se po určité době provozu mohou porušit a to při napětích, která jsou značně nižší, než je pevnost i mez kluzu materiálu. V takovém případě mluvíme o únavě materiálu a únavovém lomu.

Čistě elastická cyklická deformace nezpůsobí žádné vnitřní změny v materiálu ani po libovolném počtu cyklů. Únavový proces je podmíněn střídavou plastickou deformací, která vede ke zvyšování poruchovosti mřížky, interakci poruch a vzniku poškození.



Obrázek 11: Schéma únavového lomu [9]

Poškození kovových materiálů lze obecně rozdělit do tří stádií:

1. Změny mechanických vlastností

U kovových materiálů, které jsou vystaveny cyklickému namáhání dochází v důsledku změn v mikrostruktuře ke změnám fyzikálních a mechanických vlastností. Tyto změny mají většinou sytící charakter tzn. jsou výrazné převážně na začátku zatěžování a s přibývajícimi cykly jejich vliv klesá. Materiál se tak nachází v ustálením neboli saturem stavu. Počet cyklů k dosažení saturem stavu je většinou malý ve srovnání s celkovou životností.

2. Vznik zárodků trhlín

Zárodky trhlín vznikají téměř na povrchu v místech nakupení poruch. Příčinou je negativní ovlivnění povrchu předchozím zpracováním (oduhlíčení, vruby) popřípadě jeho znehodnocení korozi a opotřebením.

3. Šíření trhlín

Poslední stádium je charakterizováno počátečním růstem četných mikrotrhlín, který se však brzo zastaví. Dále roste jen hlavní (magistrální) trhlina, která se šíří většinou transkrystalicky ve směru kolmém na normálové napětí. Postupně se zmenšuje nosný průřez součásti a posléze dojde k lomu.

Pro posuzování únavových vlastností materiálu těles a konstrukcí slouží dodnes Wöhlerova křivka, která udává závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f a která se asymptoticky blíží mezi únavy σ_c . Zatímco při vysokém počtu cyklů do lomu je rozhodující odolnost proti působení proměnlivých napětí, při nízkocyklové únavě s počtem cyklů do lomu řádu 10^2 - 10^5 je rozhodující schopnost kovu snášet střídavé plastické deformace. Tato křivka se obvykle označuje jako Manson – Coffinova a jedná se o závislost amplitudy plastické deformace ε_{ap} a počtu cyklů do lomu N_f .

U součástí s konstrukčními vruby jsou rozhodující obě měřítka. Kritéria odolnosti proti únavovému poškození mohou vyplynout jedině z hlubšího poznání zákonitostí deformačních dějů, které jsou základním rysem celého únavového procesu. Závislost mezi kumulativním poškozením a intenzitou střídavé plastické deformace a nevratně absorbovanou energií umožnily vybudování deformačních a energetických kritérií únavového porušování; jejich cílem je vypracovat metody výpočtu únavové pevnosti s respektováním všech faktorů. [4], [8]

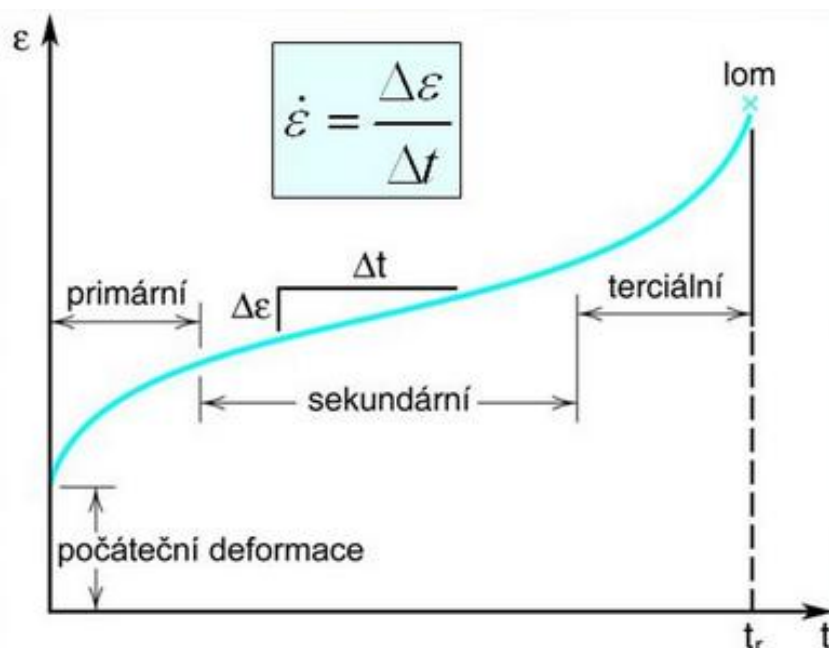
2.4.2 Creep

Za zvýšených teplot probíhají v krystalové mřížce souběžně s deformací v závislosti na čase tepelně aktivované zotavovací procesy (dynamické zotavení). Jimi se dosažený odpor proti deformaci zmenšuje, takže i při stále hodnotě napětí se trvalá deformace tělesa s rostoucí dobou zatěžování zvětšuje. Při těchto podmínkách mluvíme o tečení neboli creepu.

Přesná měření ukázala, že k tečení dochází hlavně za vyšších teplot. Za nízkých teplot do $0,3T_l$ se rychlost tečení postupně zmenšuje do zastavení a nekončí lomem. Za teplot vyšších dochází při creepu k nepřijatelné trvalé deformaci součástí, další zvyšování teploty vede k lomu při tečení.

Jak lze vidět na obrázku 12 [9], creepovou křivku lze rozdělit do několika úseků:

- Počáteční deformace
Okamžitá deformace je součtem plastické a elastické deformace $\varepsilon_0 = \varepsilon_e + \varepsilon_p$.
- Primární tečení
V prvním úseku převládá deformační zpevňování a rychlost tečení se zpomaluje.
- Sekundární tečení
V druhém úseku dochází k rovnováze mezi deformačním zpevňováním a odpevňováním a tečení proto probíhá stálou rychlostí a je proto možné měřit rychlost tečení. Tečení uvnitř jednotlivých zrn i pochody na hranicích zrn vyžadují složité přizpůsobování tvaru zrn, především pokluzy v hranicích. Ve styku tří zrn, v místech výstupků hranic a částic dalších fází vyloučených na hranicích zrn dochází ke vzniku poškození typu dutin (kavit) nebo trhlin klínového tvaru.
- Terciární tečení
V tomto úseku se poškození hranic rychle zvětšuje a jednotlivé kavity a trhliny se propojují. Tím se zmenšuje nosný průřez, zvyšuje se skutečné napětí při stále vnějším zatížení a tečení se urychluje.



Obrázek 12: Křivka creepu s vyznačením jednotlivých stádií [9]

Při dosažení určitého stupně poškození hranic zrn nastává lom. Charakter lomu se odvíjí podle rychlosti deformace v sekundární oblasti creepu. Při vysoké rychlosti (a tedy velkém napětí) vznikají lomy z části interkrystalického a z části transkrystalického charakteru s výrazným prodloužením i kontrakcí. Typické lomy po dlouhodobém tečení, tedy při malých rychlostech tečení a nízkém napětí jsou interkrystalické, většinou s velmi malým prodloužením a kontrakcí. [4], [10]

2.4.3 Koroze

Konstrukční materiály jsou při použití namáhány nejen mechanicky, ale často jsou vystaveny i vlivům agresivního prostředí, vysokých teplot i vzájemné interakci. V nepříznivých případech dochází k jejich porušování a je snižována jejich použitelnost, životnost a tím i spolehlivost celých zařízení. Z různých vlivů se nejčastěji uplatňuje koroze a opotřebení, které způsobuje v celosvětovém měřítku velké ztráty.

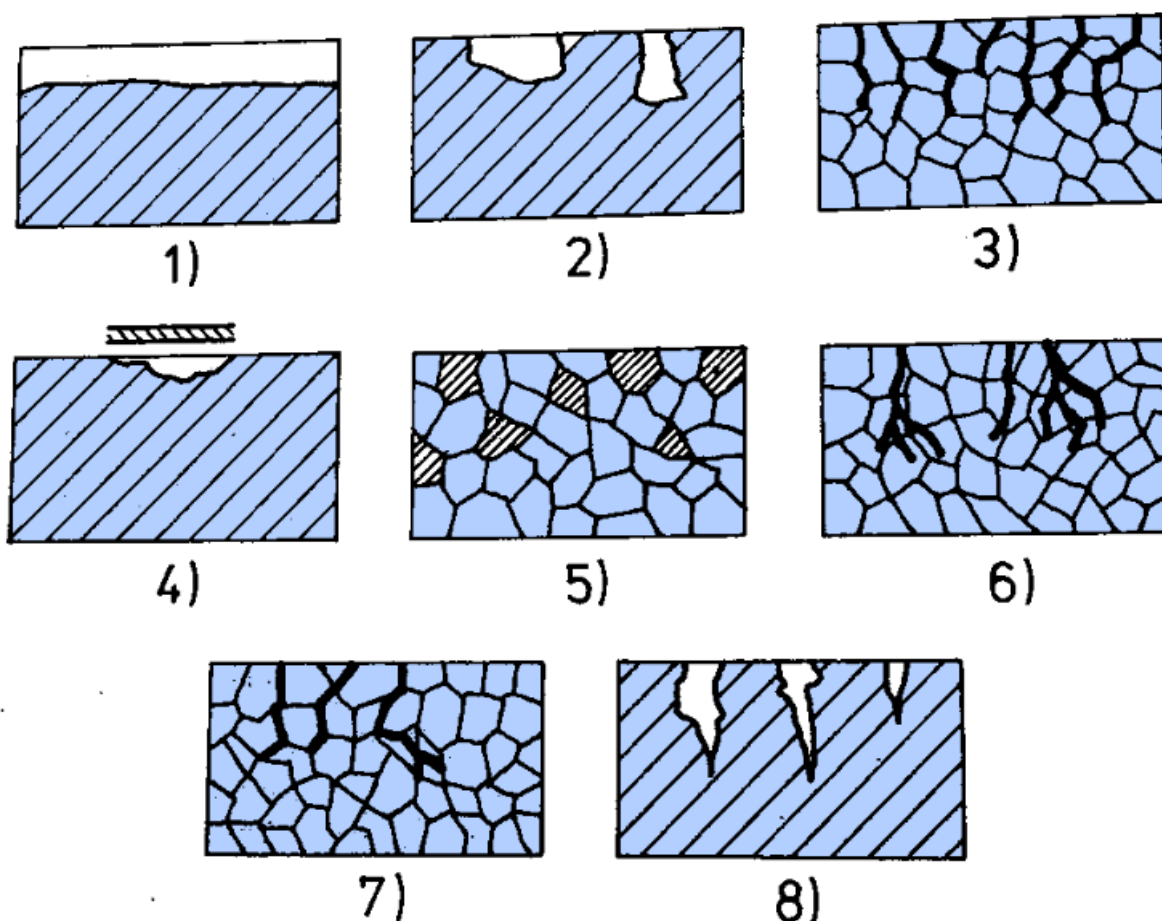
Korozí rozumíme postupné chemické nebo fyzikálně-chemické znehodnocování materiálu za působení okolního prostředí nejčastěji kapalného nebo plynného. Nejčastějším korozním prostředím je atmosféra, ale také i jiná prostředí jako půdy různých agresivit (koroze kabelů, základů budov) nebo říční a mořské vody (koroze plavidel, přístavních objektů, přehrad). V průmyslu se často jedná o prostředí s vysokou agresivitou jako například roztoky kyselin, solí, hydroxidů, apod.

Podle charakteru probíhajících dějů se koroze obvykle dělí na chemickou a elektrochemickou.

Chemická koroze je v podstatě chemická reakce probíhající mezi povrchem součásti a elektricky nevodivým korozním prostředím (nejčastěji plynem např. atmosférou) za normálních, ale především za zvýšených teplot. Lze sem zařadit tvorbu okujů při tváření ocelí za tepla.

Oproti tomu, při elektrochemické korozi je součást ve vodivém prostředí – elektrolytu. Tento děj probíhá při normální pokojové teplotě a ke korozi dochází vytvoří-li se galvanický článek.

Ni slitiny jsou obecně velmi dobře odolné a to zejména vůči plošné korozi a to i za zvýšených teplot, pokud koroze Ni slitin nastává, pak většinou mechanisme korozního praskání (tedy spolupůsobení napětí, prostředí, teploty), popř. korozní únavou. [4]



Obrázek 13: Schéma typických korozních napadení kovových materiálů

1) rovnoměrné; 2) bodové, důlkové; 3) interkrystalické; 4) štěrbinové; 5) selektivní; 6) korozní praskání transkrystalické; 7) korozní praskání interkrystalické; 8) korozní únava [19]

2.5 Šíření únavových trhlin

Velmi důležitou charakteristiku popisující jak rychle se trhliny v materiálu šíří je možné získat při měření kinetiky růstu trhlin. Monitorování tohoto procesu je velmi důležité, protože ve vyrobeném materiálu existují apriorní trhliny jako důsledek předchozí technologie výroby a tyto zárodky trhlin mohou při aplikovaném dynamickém namáhání dále růst až do kritického rozměru, při němž nastává destrukce součásti.

Měření rychlosti šíření trhlin bylo obsahem velkého počtu experimentálních prací. Všechny tyto práce vedly k empirickým rovnicím, které popisují rychlosti šíření únavových trhlin v závislosti na parametrech zatěžování a parametrech materiálu. Společným znakem všech těchto rovnic je to, že rychlost šíření trhliny je funkcí amplitudy napětí, délky trhliny, asymetrie cyklu, geometrie tělesa a působících sil a materiálových parametrů. Žádná z těchto rovnic se nedočkala obecného použití proto, že nemá dostatečně obecnou platnost a je vhodná vždy jen k popisu omezeného počtu experimentálních výsledků. [11]

2.5.1 Plastická zóna

Uvážíme-li těleso s trhlinou je zřejmé, že v oblasti u špice trhliny překročí díky koncentraci napětí hladina napětí hodnotu potřebnou pro plastickou deformaci. Na špici trhliny vznikne plastická zóna – oblast, ve které již došlo k plastické deformaci; v celém zbývajícím průřezu leží napětí pod touto kritickou hodnotou σ_0 a deformace je jen čistě elastická. Přítomnost plastické zóny změní rozložení napětí ve srovnání s elastickým řešením (ve skutečnosti na špici trhliny vždy proběhne plastická deformace). Pokud však je zóna malá ve srovnání s rozměry tělesa a s délkou trhliny, lze předpokládat, že ve větších vzdálenostech od špice trhliny (a samozřejmě vně zóny) se průběh napětí přibližuje průběhu napětí v elastickém řešení. V tomto případě lze faktor intenzity napětí považovat za vhodný parametr k popsání chování trhliny. Čím menší bude rozsah plastické zóny, tím oprávněnější bude tvrzení z předchozí věty. Případ, kdy plastická zóna je malá ve srovnání s rozměry tělesa a trhliny, je označován jako plastická deformace malého rozsahu; právě tento případ odpovídá reálné situaci při řešení únavové trhliny. [11]

2.5.2 Mechanismus a etapy šíření

Stádium nukleace trhlin končí vytvořením povrchových mikrotrhlin. Tyto mikrotrhliny leží podél aktivních skluzových rovin, tedy těch skluzových rovin, ve kterých je největší smykové napětí. Při jednoosém zatěžování je největší smykové napětí v rovinách, které svírají 45° se směrem vnějšího napětí. Protože ve všech kovech existuje relativně velký počet možných skluzových systémů, jsou aktivní ty, jejichž orientace je blízká rovině maximálního skluzového napětí. Rovina mikrotrhlin tedy svírá přibližně 45° s vektorem vnějšího napětí.

V průběhu dalšího cyklického zatěžování se trhliny jednak propojují, jednak rostou dále do hloubky, a to podél aktivních skluzových rovin. Velká většina se však brzy zastavuje a jen menšina proniká do hloubky větší než desítky mikrometrů. S narůstající délkou (měřeno směrem do hloubky) se trhliny vychylují z aktivních skluzových rovin a stáčí se do směru kolmého k vektoru hlavního napětí a na jejich čele lze vhodnými technikami identifikovat plastickou zónu vznikající účinkem vysoké koncentrace napětí. Tento přechod roviny trhliny z aktivní skluzové roviny do roviny kolmé na vnější napětí se často označuje jako přechod z krystalografického šíření trhliny do nekrystalografického šíření trhliny. V této etapě se šíří zpravidla již jen jediná trhlina někdy označovaná jako magistralní. Pro krystalografické šíření podél aktivních skluzových systémů se používá termín první etapa šíření a pro nekrystalografické šíření kolmo na vektor hlavního napětí se užívá termín druhá etapa šíření únavové trhliny.

Délka trhliny, při které dochází k přechodu z první do druhé etapy šíření závisí především na druhu materiálu a na amplitudě zatěžování; většinou však nebývá větší než několik desítek milimetru. Čím menší je pro daný materiál amplituda zatěžování, tím větší je délka trhliny odpovídající první etapě. Protože rychlost šíření je v první etapě velmi malá, může být počet cyklů potřebný pro její rozvoj vysoký ve srovnání s počtem cyklů v druhé etapě šíření.

Šíření v druhé etapě končí náhlým lomem zbývajících částí nosného průřezu. U tenkých vzorků a součástí může však ještě před finálním lomem dojít k natočení roviny šíření, a to z roviny, jejíž normála je rovnoběžná s vnějším napětím, do roviny, jejíž normála svírá 45° s vnějším napětím, přičemž směr šíření trhliny zůstává kolmý na vnější napětí (nejde tedy o roviny odpovídající první etapě, kde jak normála roviny šíření, tak směr šíření svírají 45° s vnějším napětím). Toto natočení roviny šíření souvisí s přechodem ze stavu rovinné deformace do stavu rovinné napjatosti.

Pro krystalografické šíření trhlin v první etapě je zřejmě rozhodující smyková složka napětí ležící v rovině trhliny. Nekrystalografické šíření v druhé etapě je naopak řízeno normálovým napětím. V obou případech se trhlina šíří zpravidla transkrystalicky. Šíření trhlin po hranicích zrn se až na několik výjimek vyskytuje jen za zvýšených teplot. [8], [11]

2.5.3 Metody měření rychlosti šíření

2.5.3.1 Konstantní amplituda síly, rostoucí K , zkušební postup pro $da/dN > 10^{-5}$ mm/cyklos

Tento postup je vhodný pro získání experimentálních dat při rychlosti růstu únavové trhliny nad 10^{-5} mm/cyklos. Podstatou procesu je zkoušení při hodnotě K_{\max} nebo při rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK rovnému nebo převyšujícímu hodnotu, která se použila pro konečné šíření trhliny v průběhu cyklování předem připravené trhliny. Po stupňovitě snížení maximální síly cyklování trhliny před zkouškou na hodnotu nepřevyšující nejvyšší K_{\max} v rozsahu, v němž se generují údaje rychlosti růstu únavové trhliny, se preferuje udržování rozkmitu síly na konstantní úrovni stejně tak, jak je tomu u asymetrie cyklu a frekvence. Se šířením trhliny vzrůstá i maximální faktor intenzity napětí a v rozsahu, ve kterém se zkušební údaje generují, může narůstat až na hodnotu rovnou nebo převyšující nejvyšší K_{\max} . Dále se uvádí několik doporučení určených k minimalizaci přechodových jevů v případě použití této metody rostoucího K . Pokud se mají změnit podmínky zkoušení, musí se K_{\max} spíše zvýšit než snížit, aby se vyloučily retardační jevy, které lze připsat předchozí historii zatěžování.

Následnou změnou K_{\min} nebo asymetrie cyklu mohou být také vyvolány přechodové jevy. Zvyšování K_{\max} a nebo K_{\min} do 10 % obvykle minimalizuje přechodový efekt odrážející se v rychlosti růstu únavové trhliny. Následující změna v podmínkách zatěžování musí umožnit dostatečné šíření trhliny, aby se před tím, než se následující zkušební údaje přijmou v této zkušební metodě za platné, rychlost růstu trhliny opět ustálila.

Přerušení zkoušky musí být co nejkratší. Jestliže se zkouška přeruší, může po obnovení cyklování dojít ke změně rychlosti růstu. Naměřené zkušební údaje získané vzápětí po přerušení se musí považovat za neplatné, pokud existuje významný rozdíl v rychlosti šíření trhliny od rovnoměrné rychlosti růstu trhliny bezprostředně předcházející přerušení cyklování. [12]

2.5.3.2 Postup s klesajícím K pro $da/dN > 10^{-5}$ mm/cyklos

Postup zkoušky při klesajícím K může vést k různým rychlostem růstu trhliny v závislosti na K -gradientu zkoušky, C .

Zkouška začíná při K_{\max} nebo rozkmitu faktoru intenzity napětí, ΔK , který se rovná nebo převyšuje hodnotu použitou pro finální stádium šíření trhliny v průběhu cyklování únavové trhliny před zkouškou. Když se trhlina šíří, rozkmit faktoru intenzity napětí stupňovitě nebo plynule klesá konstantní rychlostí až do okamžiku, kdy se zaznamenají zkušební údaje pro nejvyšší rozkmit faktoru intenzity napětí nebo sledovanou rychlost růstu únavové trhliny. Rychlost poklesu zatěžující síly s rostoucí velikostí trhliny musí být dostatečně malá, aby se zabránilo anomáliím ve zkušebních údajích plynoucích ze snížení faktoru intenzity napětí.

Zkouška při klesajícím K může být řízena stupňovitým snižováním faktoru intenzity napětí po dosažení zvoleného nárůstu trhliny při konstantním ΔF . Alternativně se může pomocí automatizovaných postupů řízení zkoušky udržovat gradient faktoru intenzity napětí na jednotku přírůstku trhliny na konstantní úrovni, $1/da$ (dK/K) = konstanta, která se nazývá plynulý pokles faktoru intenzity napětí; konstanta, C , se nazývá normalizovaný K -gradient.

Obvykle je $C \geq -0,1 \text{ mm}^{-1}$. Výzkum však prokázal, že tato hodnota může být závislá na materiálu a geometrii zkušební vzorku. [12]

2.5.4 Paris – Erdoganův vztah

Zcela zásadní průlom v oblasti rychlosti šíření únavových trhlin byl způsoben použitím parametrů a metod lomové mechaniky. V šedesátých letech minulého století Paris a Erdogan postulovali, že rychlost šíření únavové trhliny je jednoznačnou funkcí faktoru intenzity napětí K_I . Tuto závislost formuluje rovnice (2). [11], [13]:

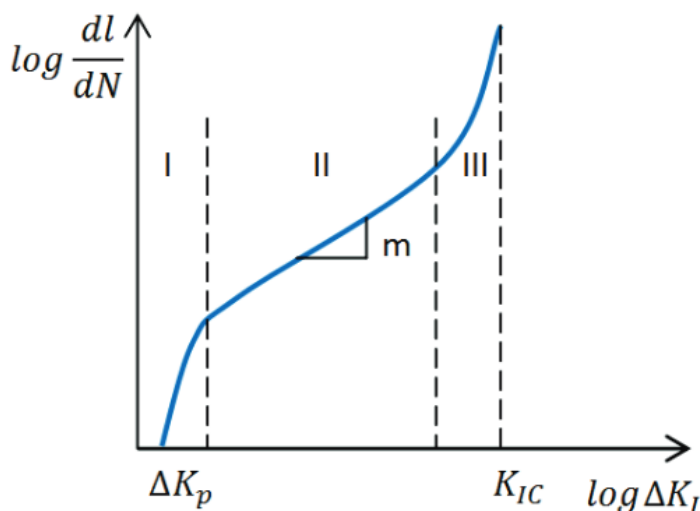
$$\frac{da}{dN} = A \Delta K^m, \quad (2)$$

kde $\frac{da}{dN}$ je přírůstek na délce trhliny za cyklus, A a m jsou pak materiálové parametry.

Jak lze vidět na obr. 14 tuto křivku můžeme rozdělit do tří částí. První oblast nazýváme jako prahovou. Rychlost šíření únavových trhlin je zde nulová nebo velmi malá. Hodnota ΔK_p je rozkmit prahové hodnoty intenzity napětí. Pro hodnoty $\Delta K < \Delta K_p$ platí, že nedochází k šíření únavových trhlin.

Ve druhé nebo také střední oblasti se závislost jeví téměř jako lineární a právě v této oblasti platí Paris – Erdoganův zákon vyjádřen rovnicí (2).

Třetí oblast nazýváme jako nestabilní. Zde platí, že rychlost růstu trhlin je velmi vysoká a při hodnotách $\Delta K > K_{IC}$ dochází k lomu. Grafickou závislost rychlosti šíření na rozkmitu faktoru intenzity napětí ilustruje obrázek 14. [11], [13]



Obrázek 14: Paris – Erdoganova křivka [13]

2.5.5 Asymetrie cyklu

Velmi důležitým parametrem ovlivňujícím výslednou rychlost šíření únavových trhlin v materiálu je asymetrie cyklu. Symetrický cyklus je takový cyklus, při kterém je součást střídavě namáhána tahem a tlakem. Asymetrie cyklu udává jeho průběh a odchylku od

symetrického cyklu a má zásadní vliv na rychlost šíření únavových trhlin a lze ji charakterizovat různými způsoby. Nejčastěji jsou užívány parametry asymetrie R a P; parametr R je definován vztahem (3) [11]:

$$R = \frac{\sigma_d}{\sigma_h} \equiv \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad (3)$$

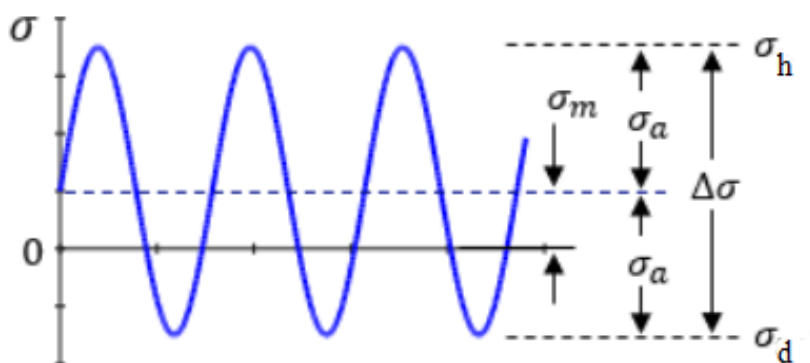
A parametr P je definován rovnicí (4):

$$P = \frac{\sigma_h}{\sigma_a} = \frac{K_{max}}{\Delta K} \quad (4)$$

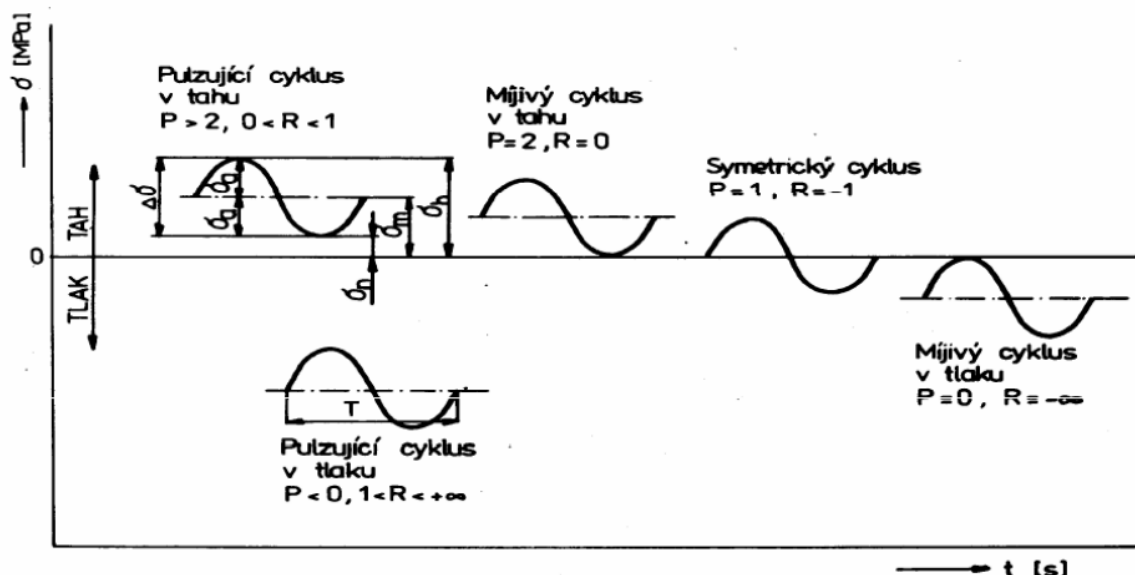
A vztah mezi parametry je následujícím vztahem (5):

$$P = \frac{2}{1 - R} \quad (5)$$

kde σ_d je dolní napětí, σ_h je horní napětí, σ_a je amplituda napětí (rozkmit). Použité veličiny jsou vyobrazeny v obr. 15. [14]



Obrázek 15: Grafické znázornění veličin použitých k definici parametrů R a P [14]



Obrázek 16: Různé typy cyklů a jejich parametry asymetrie [9]

Velké množství prací potvrdilo, že se trhliny šíří jen v tahovém půlcyklu, to souvisí s tím, že pro únavový proces je zapotřebí tahová plastická deformace. Z toho vyplývá, že při tahové asymetrii rychlost šíření roste a při tlakové asymetrii naopak rychlost šíření klesá. A proto je třeba asymetrii cyklu zahrnout do vztahů, které definují rychlost šíření trhliny. [11]

Finální tvar rovnice, která platí pro symetrický i asymetrický cyklus a zahrnuje v sobě prahové podmínky vytvořili Klesnil a Lukáš [11] a má následující tvar (6):

$$\frac{da}{dN} = A \left[(\Delta K P^r)^\beta - (\Delta K P_p^r)^\beta \right], \quad (6)$$

kde A , γ , β jsou materiálové konstanty a dolní index p označuje prahovou hodnotu rozkmitu faktoru intenzity napětí. [11]

2.5.6 Vliv dalších faktorů na rychlost šíření trhlin

Rovnice pro šíření trhlin podchycují v explicitní podobě vliv amplitudy zatěžování a vliv asymetrie cyklu na rychlost šíření trhliny. Všechny ostatní vlivy jsou vlastně popsitelné variací konstant rovnic pro šíření trhlin – tedy konstant, které označujeme jako materiálové konstanty a které je zatím nutno pro daný materiál a prostředí stanovit experimentálně.

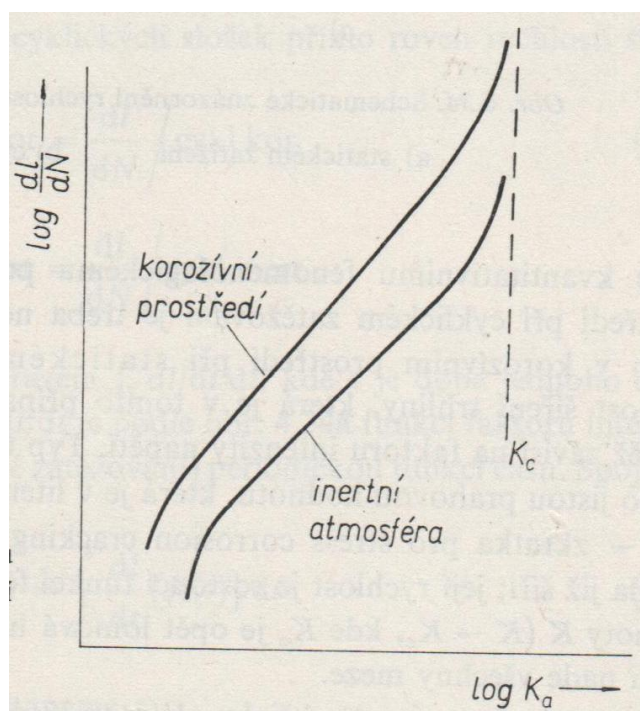
2.5.6.1 Vliv korozního prostředí

Rychlost šíření trhlin velmi silně závisí na prostředí, ve kterém probíhá cyklické zatěžování. Pro ilustraci významnosti tohoto vlivu poslouží údaj, že v agresivním prostředí může být rychlost šíření trhliny až řád větší než v neutrálním prostředí za jinak stejných podmínek.

Nejnižší rychlost šíření je možné pozorovat v inertních prostředích jako je například argon, dusík nebo vakuum. Ve všech ostatních prostředích (plynných i kapalných) je rychlost šíření vyšší. Toto zvýšení rychlosti šíření závisí jak na materiálu, tak na prostředí. Obecně je

však možné říci, že plynná prostředí jsou zpravidla mírnější a kapalná prostředí zpravidla agresivnější z hlediska vlivu na rychlost šíření trhlin.

Vliv prostředí na rychlost šíření v závislosti na faktoru intenzity napětí můžeme pozorovat na obr. 17 [11]. V oblasti vysokých rychlostí ($\Delta K \equiv K_c$) se obě křivky přibližují a náhlý závěrečný lom není korozivním prostředím nijak silně ovlivněn. V oblasti středních a malých rychlostí šíření lze obecně pozorovat zvýšení rychlosti a snížení prahových hodnot v důsledku přítomnosti korozivního prostředí. Konkrétní tvary těchto křivek silně závisí na materiálu a na prostředí. [11]



Obrázek 17: Vliv korozivního prostředí na rychlost šíření [11]

2.5.6.2 Vliv teploty

Šíření trhlin je určeno procesy cyklické plastické deformace na špici trhliny. Plastická deformace je obecně na teplotě závislá a to tak, že probíhá daleko snadněji při vyšších teplotách ve srovnání s nižšími teplotami. Je tedy možné předpokládat, že v důsledku toho bude i šíření trhliny snadněji probíhat za vyšších teplot.

S rostoucí teplotou zároveň roste vliv prostředí a frekvence. V oblasti teplot, kde už může docházet i k tečení materiálu, není možné mluvit jen o únavovém procesu, a to zejména při asymetrickém cyklu, ale spíše o kombinovaném vlivu únavy a tečení. V této oblasti se také mění mechanismus lomu z transkrystalického na interkrystalický. [11]

3 Cíle práce

Cílem práce je posouzení vlivu asymetrie zátěžného cyklu na rychlost růstu únavových trhlin v korozně vysoce odolné niklové slitině Inconel 625. V rámci práce bude zkoumán vliv zatěžování s různou asymetrií $R = 0,1$ ($P = 2,2$) a $R = 0,7$ ($P = 6,6$) na rychlost šíření trhlin v oblasti platnosti Parisova-Erdoganova vztahu. Výsledkem práce bude vztah mezi strukturou, statickými mechanickými vlastnostmi a únavovým chováním studované slitiny.

4 Experimentální část

4.1 Experimentální materiál

Jako experimentální materiál byla zvolena nikl-chromová slitina s obchodním názvem Inconel 625. Jedná se o slitinu navrženou pro použití v náročných technických aplikacích například v atomových elektrárnách nebo tam kde je vyžadována vysoká odolnost vůči korozi a to díky svým výborným mechanickým vlastnostem i za zvýšených teplot, dobré svařitelnosti a také odolnosti vůči negativním vlivům jako jsou například koroze, oxidace, creep, únava apod. Pro tento experiment byl použit materiál litý, dodaný jako kulatina s průměrem 100 mm.

4.1.1 Chemické složení

V tabulce 2 je uvedeno naměřené chemické složení třech vzorků ze slitiny Inconel 625. Jak je možné vidět prvky s největším procentuálním zastoupením jsou nikl (cca 60 %), chrom (cca 20 %) a v neposlední řadě také molybden (cca 8 %). Pozornost je nutné věnovat i dalším prvkům jako titan, niob a vanad, které tvoří fázi γ' a nahrazují v ní hliník. Železo může částečně zastoupit nikl a tím snižuje cenu slitiny. Jeho množství je limitováno, protože zvýšení obsahu železa negativně ovlivňuje žáruvzdornost. Nesmíme zapomenout ani na wolfram a molybden, které mají za cíl hlavně zpevnění základní matrice γ .

Tabulka 2: Chemické složení třech různých vzorků Inconel 625 v hmotnostních procentech

Prvek	C	S	Cu	Fe	Cr	Mo	V	Ti	Nb	W	Ni
Hm. %	0,012	0,003	0,01	4,89	20,2	8,4	0,05	1,35	3,03	0,07	rest

4.1.2 Mechanické vlastnosti

Mechanické vlastnosti byly stanoveny zkouškou tahem. Zkouška tahem byla provedena na servohydraulickém zařízení MTS 500 kN v režimu konstantního pohybu pístnice (metoda A dle ČSN EN ISO 6892-1) [15]. Pro stanovení meze kluzu byla zkušební tyč osazena snímačem podélné deformace. Pro tuto zkoušku byly použity zkušební tyče o průměru 6 mm se závitovými konci pro upnutí M10.

Průměr z naměřených hodnot, které byly stanoveny při teplotě 23 ± 2 °C je uveden v tabulce 3.

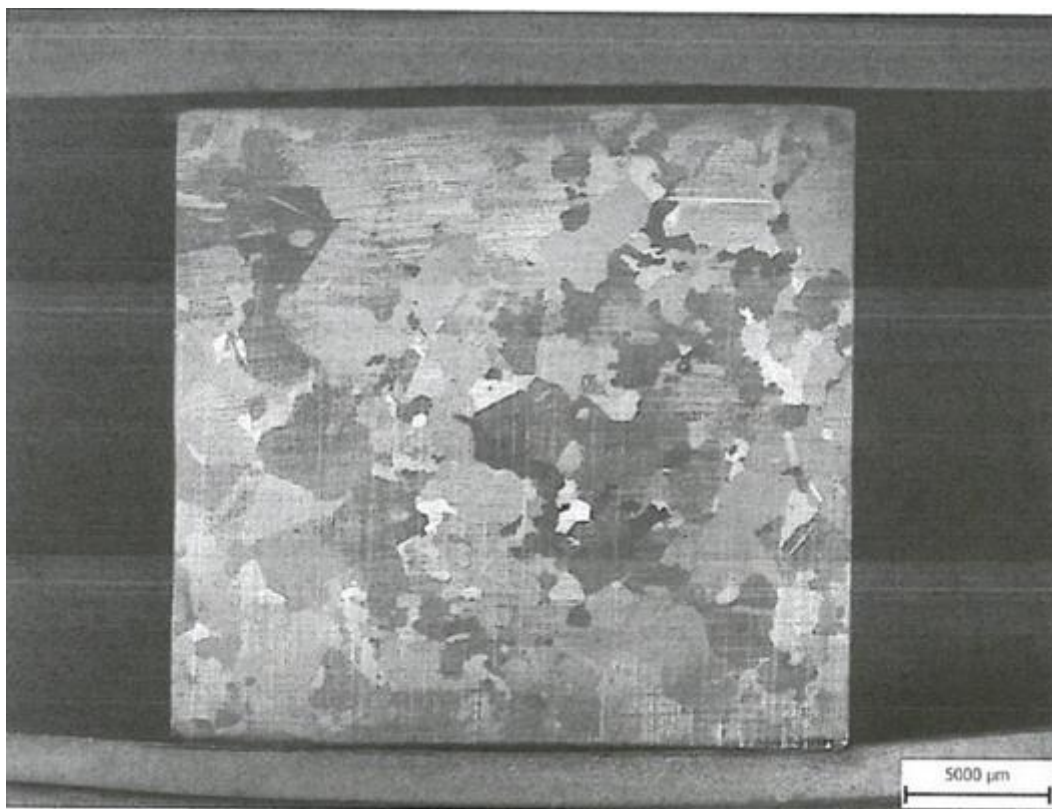
Tabulka 3: Naměřené mechanické vlastnosti slitiny Inconel 625

d [mm]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	Z [%]
6,01	780,5	687	6,3	11,6

4.1.3 Struktura

Vzorky pro makrostrukturu i mikrostrukturu byly připraveny a zdokumentovány v podélném směru optickou metalografickou metodou. Jako leptadlo byl použit přípravek Adler-Matting. Jedná se o přípravek, který se skládá z chloridu železitého ($FeCl_3$), sloučeniny mědi, chloru a amoniaku ($Cl_4CuH_8N_2$), kyseliny chlorovodíkové (HCl) a destilované vody.

Jak je patrné z fotek průměrná velikost zrna je zhruba 2000 μm . Větší velikost zrn a jejich nerovnoměrnost odpovídá litému stavu materiálu.



Obrázek 18: Makrostruktura vzorku



Obrázek 19: Mikrostruktura vzorku

4.2 Měření rychlosti růstu únavových trhlin

Měření bylo provedeno na servohydraulickém zařízení MTS 100 kN (viz. obr. 20). Měření rychlosti růstu únavových trhlin bylo provedeno za okolní teploty ($23 \pm 2^\circ\text{C}$) a frekvenci 17 Hz v souladu s normou ČSN ISO 12108 [12].

Jako zkušební vzorky byla použita zkušební tělesa zatěžována v excentrickém tahu – CT (obr. 21). Jedná se o vzorek s předem vyrobeným vrubem, jehož rozměry jsou definovány poměrně. Důvod použití tělesa s vrubem je iniciace únavové trhliny, která se vytvoří na špičce vrubu a dále bude růst směrem do vzorku. Pro výpočet součinitele intenzity napětí v CT tělese se používá normovaný vztah (7). Nejdůležitější rozměry pro stanovení číselné hodnoty rozkmitu faktoru intenzity napětí jsou tloušťka (na obr. 21 značená jako B) a šířka ke středu otvoru pro upnutí (na obr. 21 označená jako W). Pro tento experiment byla použita tělesa s nominálními rozměry $B = 5\text{ mm}$ a $W = 40\text{ mm}$ a orientací L-T. Rozměry tělesa vyplývaly z rozměru dodaného odlitku.

Faktor intenzity napětí se pro CT těleso vypočte podle rovnice:

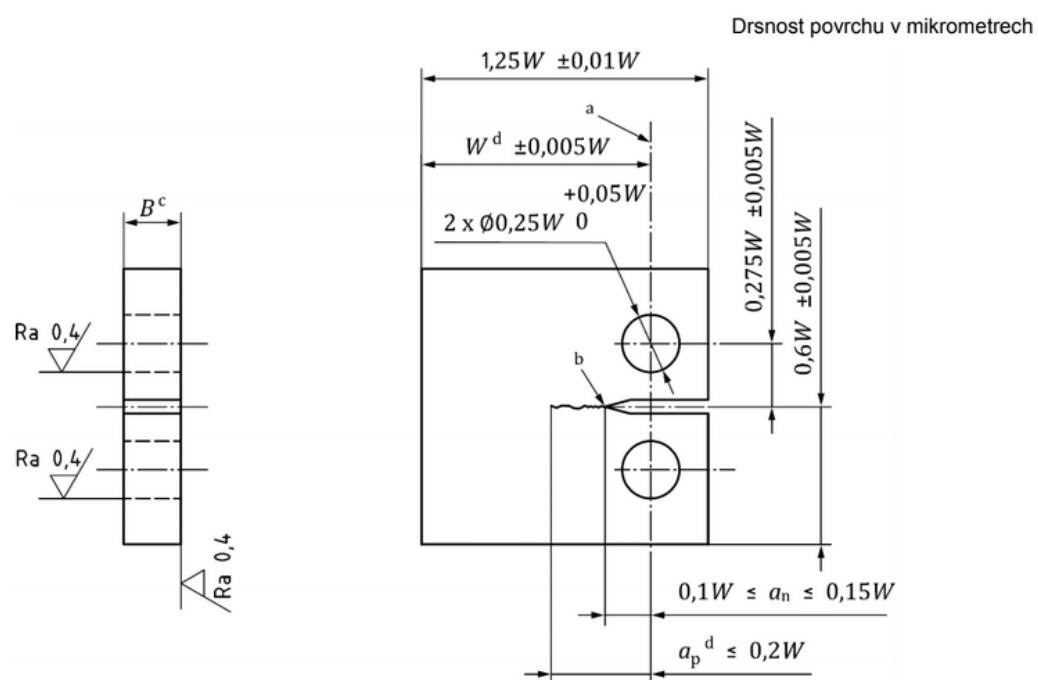
$$K = \frac{F}{BW^{\frac{1}{2}}} g\left(\frac{a}{W}\right), \quad (7)$$

kde $g\left(\frac{a}{W}\right)$ je geometrická funkce faktoru intenzity napětí, která je definována rovnicí:

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{(2 + \left[\frac{a}{W}\right])(0,866 + 4,64 \left[\frac{a}{W}\right] - 13,32 \left[\frac{a}{W}\right]^2 + 14,72 \left[\frac{a}{W}\right]^3 - 5,6 \left[\frac{a}{W}\right]^4)}{(1 - \frac{a}{W})^{\frac{3}{2}}} \quad (8)$$



Obrázek 20: Pohled na zkušební zařízení MTS 100 kN



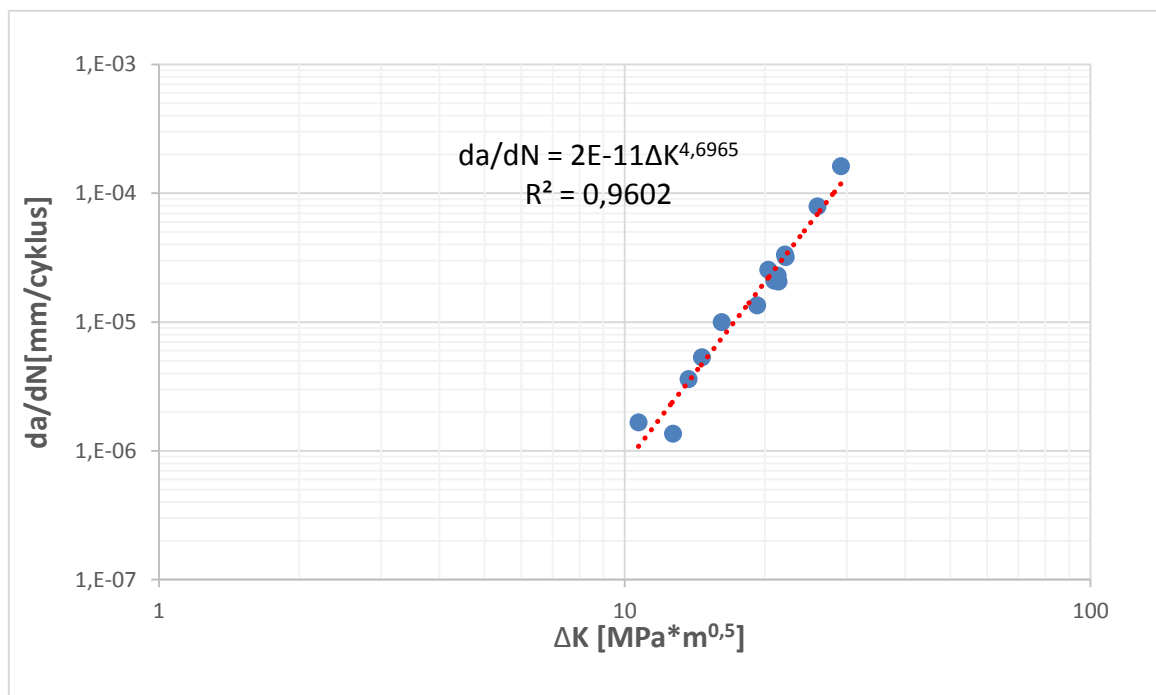
Obrázek 21: Výkres CT tělesa s vyznačenými poměrnými rozměry [12]



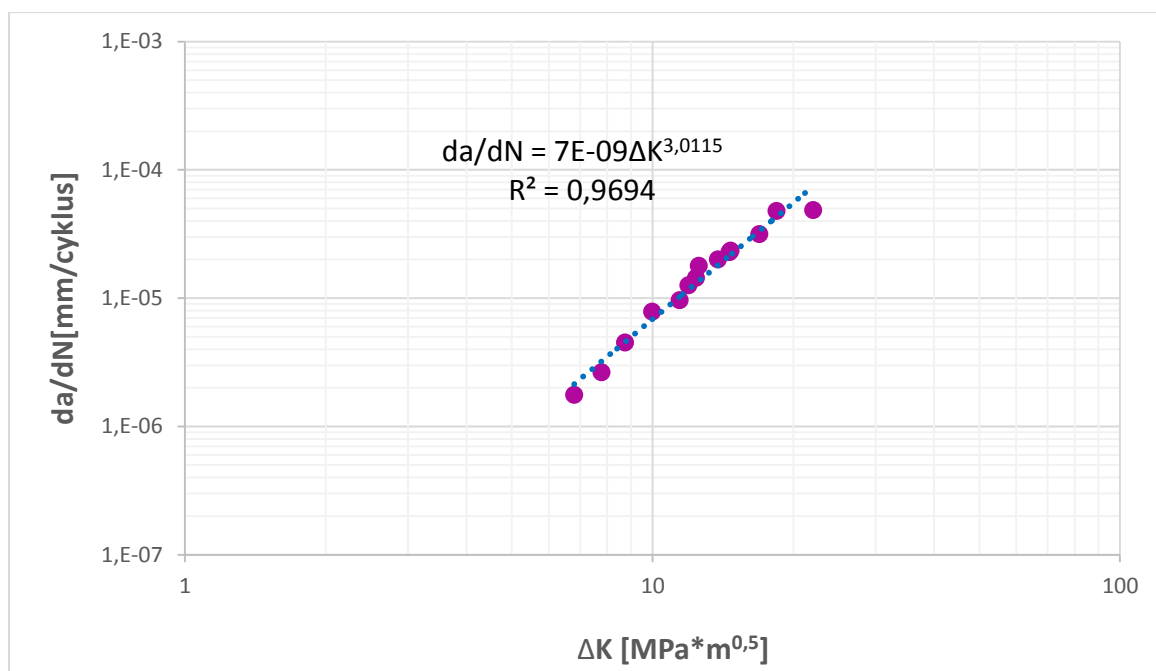
Obrázek 22: Detail čelistí zkušebního zařízení s upnutým CT tělesem

4.3 Výsledky experimentů

V rámci experimentů byla provedena měření šíření rychlosti únavových trhlin při asymetrii cyklu $R = 0,1$ a $R = 0,7$. Výsledkem měření je logaritmická závislost přírůstku délky trhliny za jeden cyklus na rozkmitu součinitele intenzity napětí. Tyto závislosti jsou vyobrazeny v grafech č.1 a č.2.



Graf 1: Logaritmická závislost přírůstku délky trhliny za jeden cyklus na rozkmitu součinitele intenzity napětí měřená při asymetrii cyklu $R = 0,1$



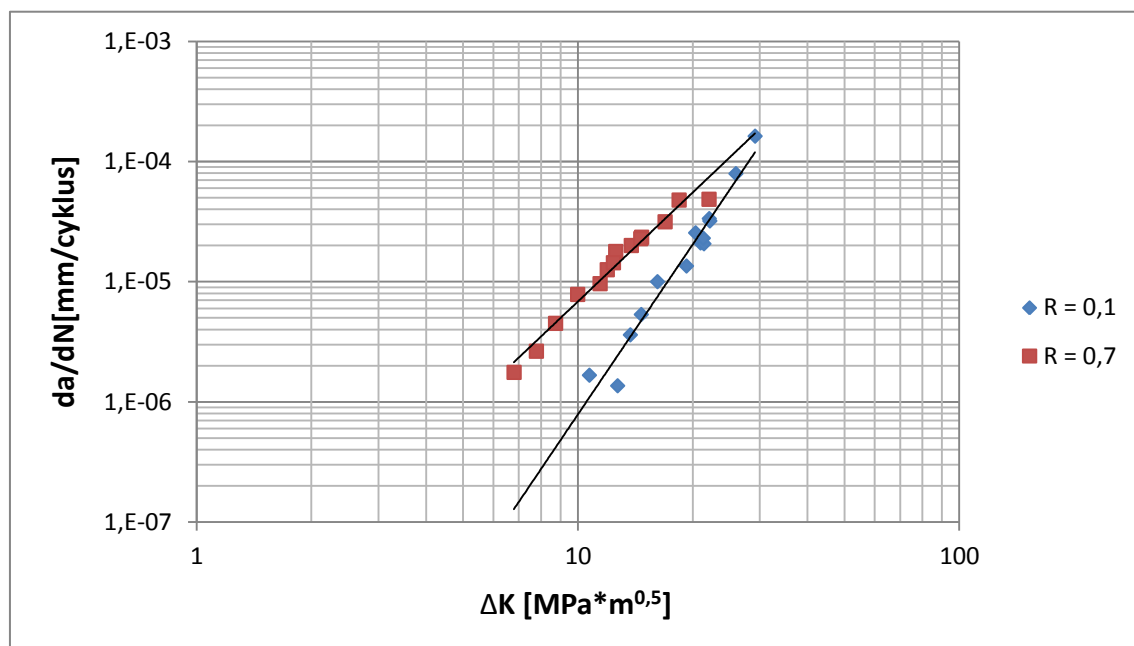
Graf 2: Logaritmická závislost přírůstku délky trhliny za jeden cyklus na rozkmitu součinitele intenzity napětí měřená při asymetrii cyklu $R = 0,7$

4.4 Diskuze

Na základě provedených experimentů a analýz je možné formulovat následující skutečnosti. Z provedeného chemického rozboru vyplývá, že analyzovaná slitina splňuje požadavky na chemické složení slitiny typu Inconel 625.

Zkouška tahem prokázala, že mechanické vlastnosti vykazují odchylku od hodnot obvyklých hodnot mechanických vlastností pro tento materiál, mez pevnosti je přibližně o 100-150 MPa nižší než bývá obvyklé, mez kluzu naopak převyšuje minimální požadovanou hodnotu o minimálně 200 MPa, hodnota tažnosti je pak vzhledem k pevnostním vlastnostem na velmi nízké úrovni. Vzhledem k nedostatku dalších informací o aplikovaném tepelném zpracování provedeném dodavatelem na testovaném segmentu nelze dále dosažené výsledky mechanických vlastností komentovat, protože v technických specifikacích a materiálových listech jsou hodnoty mechanických vlastností vztaženy vždy ke konkrétnímu režimu tepelného zpracování a rozměru výrobku.

V grafu č.3 je uvedeno porovnání vlivu asymetrie cyklu na rychlost růstu únavových trhlin. Z provedených výsledků měření rychlosti únavové trhliny vyplývá, že v měřeném intervalu rozkmitu součinitele intenzity napětí, který se pohybuje v oblasti platnosti Parisova vztahu se projevuje vyšší asymetrie cyklu vyšší rychlostí růstu únavové trhliny. Z grafu č. 3 je

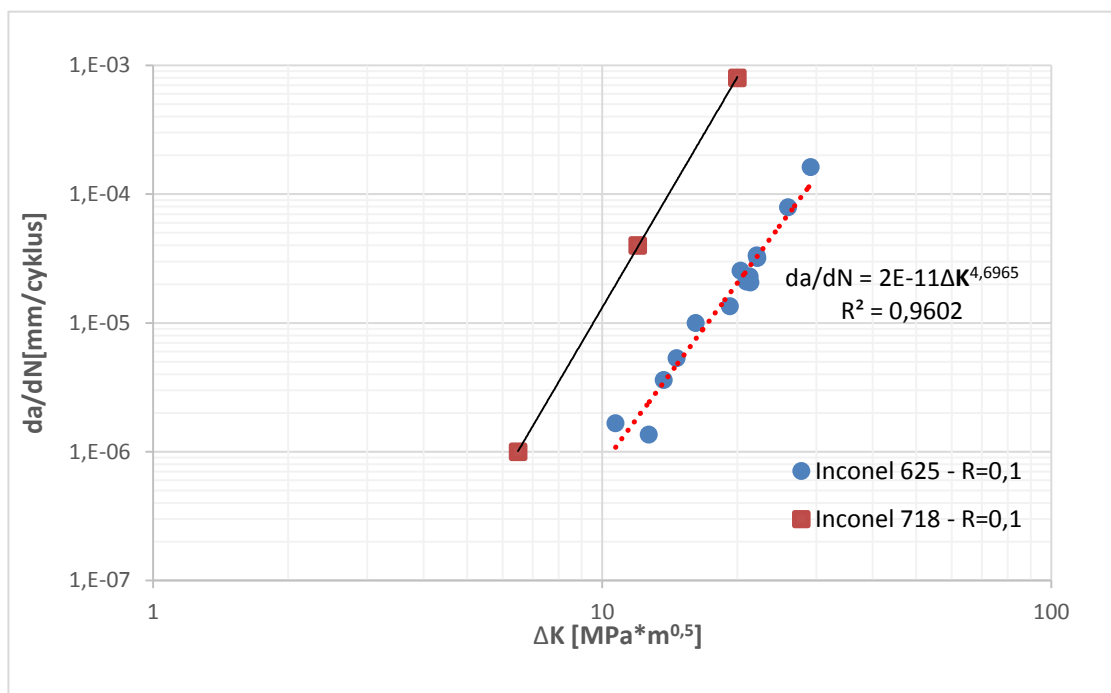


Graf 3: Porovnání vlivu vlivu cyklů s různou asymetrií na rychlost růstu trhlin

rovněž patrné, že s rostoucí hodnotou rozkmitu součinitele intenzity napětí, což odpovídá zvyšujícímu se zatížení na čele trhliny se rozdíl mezi oběma křivkami snižuje. Například pro hodnotu $\Delta K = 10$ je rozdíl v rychlosti šíření přibližně o jeden řád (10^{-5} mm/cyklus pro $R = 0,7$ a 10^{-6} mm/cyklus pro $R = 0,1$) a pro hodnotu $\Delta K = 30$ je rozdíl v rychlosti šíření je malý.

V grafu č.4 je provedeno porovnání naměřených hodnot Inconelu 625 s hodnotami uvedenými v práci s názvem Fatigue crack growth behavior of Inconel 718 produced by selective laser melting [16] pro Inconel 718 při shodné asymetrii $R = 0,1$. Z obrázku je patrné, že směrnice obou křivek jsou téměř shodné. Vyšší rychlosti šíření u Inconelu 718 budou

pravděpodobně souviset s vyšší pevností této slitiny. Rozdíl v mezi pevnosti obou slitin činí při pokojové teplotě přibližně 450 MPa pro vytvrzený stav [17], [18].



Graf 4: Srovnání rychlosti růstu únavové trhliny mezi slitinami Inconel 625 (naměřené) a Inconel 718 (literatura)

5 Závěr

Tato práce se zabývá studiem šíření únavových trhlin ve slitině Inconel 625. V teoretické části se práce zabývá popisem struktury, chemického složení a stavby speciálních niklových slitin a dále šířením a popisem únavových trhlin včetně vlivu hlavních faktorů ovlivňujících rychlost růstu. Experimentální část práce byla provedena ve společnosti Materiálový a metalurgický výzkum s.r.o v Ostravě a zabývá se sledováním rychlosti růstu únavových trhlin ve slitině Inconel 625 v závislosti na asymetrii cyklu. Na základě provedených experimentů lze formulovat tyto závěry:

- Naměřené chemické složení splňuje požadavky materiálového listu.
- Mechanické vlastnosti byly v rozporu s hodnotami uvedených v materiálovém listu, mez pevnosti je nižší, než bývá obvyklé, mez kluzu naopak převyšuje minimální požadovanou hodnotu, hodnota tažnosti je velmi nízká (cca 7 %).
- Z provedených výsledků měření rychlosti únavové trhliny vyplývá, že v měřeném intervalu rozkmitu součinitele intenzity napětí, který se pohybuje v oblasti platnosti Parisova vztahu se projevuje vyšší asymetrie cyklu vyšší rychlostí růstu únavové trhliny. Z výsledků je rovněž patrné, že s rostoucí hodnotou rozkmitu součinitele intenzity napětí se rozdíl mezi oběma křivkami snižuje. Například pro hodnotu $\Delta K = 10$ je rozdíl v rychlosti šíření přibližně o jeden řád (10^{-5} mm/cyklus pro $R = 0,7$ a 10^{-6} mm/cyklus pro $R = 0,1$) a pro hodnotu $\Delta K = 30$ je rozdíl v rychlosti šíření je malý.
- Porovnáním dosažených výsledků s literárními údaji pro Inconel 718 při shodné asymetrii cyklu $R = 0,1$ je patrné, že směrnice obou křivek jsou téměř shodné. Vyšší rychlost šíření u Inconelu 718 pravděpodobně souvisí s vyšší pevností této slitiny.

6 Bibliografie

- [1] REED, Roger. *The superalloys: fundamentals and applications*. New York: Cambridge University Press, 2006. ISBN 978-0-521-85904-2.
- [2] ASKELAND, Donald a Pradeep FULAY. *The science and engineering of materials*. 5th ed. Toronto, Ont.: Thomson, 2006. ISBN 0-534-55396-6.
- [3] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 1. Brno: CERM, 1999. ISBN 80-7204-130-4.
- [4] PLUHAR, Jaroslav. *Nauka o materiálech*. První. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1989.
- [5] LOSERTOVIÁ, Monika. *Progresivní materiály: učební text*. Vyd. 1. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012. ISBN 978-80-248-2575-5.
- [6] JONŠTA, Zdeněk. *Materiály pro speciální použití: učební text*. 1. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2013.
- [7] ROSENBERG, Samuel. *Nickel and its alloys*. [Revision. Washington]: U.S. Dept. of Commerce, National Bureau of Standards; for sale by the Supt. of Docs., U.S. Govt. Print. Off., 1968. NBS monograph, 106.
- [8] *ASM Handbook. Volume 19: Fatigue and Fracture*. 1 ed. S.l.: ASM International, 1996. ISBN 0-87170-385-8.
- [9] Podklady pro výuku -letní semestr: Úvod do materiálových věd a inženýrství (BUM): Mechanické vlastnosti a charakteristiky materiálů II. *Ústav materiálových věd a inženýrství* [online]. Brno: Vysoké učení technické v Brně, 2012 [cit. 2019-04-24]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/index.php/cs/studium/podklady-pro-vyuku-letni-semestr>
- [10] CALLISTER, William. *Materials science and engineering: an introduction*. 6th ed. New York: John Wiley and Sons, Inc., 2003. ISBN 0-471-22471-5.
- [11] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. 1. vyd. Praha: Academia, 1975. Fyzikálně metalurgická řada.
- [12] ČSN ISO 12108: *Kovové materiály - Zkoušení únavy - Metoda růstu únavové trhliny*. 1. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2019.
- [13] FUSEK, Martin a Ludmila ADÁMKOVÁ. *Únava materiálu: Iniciace a šíření únavových trhlin*. 2013. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2013. ISBN 978-80-248-3024-7.

- [14] Definitions for applied loading. *MechaniCalc* [online]. 2014 [cit. 2019-04-23]. Dostupné z: <https://mechanicalc.com/static/img/Fracture/Reference/Optimized/cyclic-loading-01.png>
- [15] ČSN EN ISO 6892-1: *Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty*. 1. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2010.
- [16] KONEČNÁ, Radomila, Ludvík KUNZ, Gianni NICOLETTO a Adrián BAČA. *Fatigue crack growth behavior of Inconel 718 produced by selective laser melting*. 2016, **10**, 31 s. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.36.04.
- [17] INCONEL® Alloy 625. *BIBUS METALS s.r.o* [online]. 2019 [cit. 2019-04-23]. Dostupné z: https://www.bibusmetals.cz/fileadmin/materials/PDF/Inconel_625.pdf
- [18] INCONEL® Alloy 718. *BIBUS METALS s.r.o* [online]. 2019 [cit. 2019-04-23]. Dostupné z: https://www.bibusmetals.cz/fileadmin/materials/PDF/Inconel_718.pdf
- [19] Degradální mechanismy. *Ústav mechaniky materiálů a mechaniky* [online]. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2000 [cit. 2019-04-24]. Dostupné z: <http://mech.fd.cvut.cz/education/bachelor/18mty/download/>

7 Seznam použitých zkratk

Značka	Název	Jednotka
σ_a	Amplituda napětí	MPa
ε_{ap}	Amplituda plastické deformace	-
a	Délka trhliny	mm
σ_d	Dolní napětí	MPa
ε_e	Elastická deformace	-
$g\left(\frac{a}{W}\right)$	Geometrická funkce faktoru intenzity napětí	-
σ_h	Horní napětí	MPa
C	Normalizovaný K-gradient	mm ⁻¹
A	Materiálová konstanta	-
β	Materiálová konstanta	-
m	Materiálová konstanta	-
K_{\max}	Maximální hodnota součinitele intenzity napětí v průběhu zátěžného cyklu	MPa·m ^{1/2}
σ_c	Mez únavy	MPa
K_{\min}	Minimální hodnota součinitele intenzity napětí v průběhu zátěžného cyklu	MPa·m ^{1/2}
$\alpha_{\gamma'}$	Mřížkový parametr fáze γ'	nm
α_{γ}	Mřížkový parametr základní matrice γ	nm
ε_0	Okamžitá deformace	-
R	Parametr asymetrie	-
P	Parametr asymetrie	-
δ	Parametr misfit	-
ε_p	Plastická deformace	-
N_f	Počet cyklů do lomu	cyklus
p	Prahová hodnota	-
$\frac{da}{dN}$	Rychlost růstu únavové trhliny	mm/cyklus
$\Delta\sigma$	Rozkmit napětí	MPa
ΔK	Rozkmit součinitele intenzity napětí	MPa·m ^{1/2}
ΔF	Rozkmit zátěžné síly	N
K	Součinitel intenzity napětí	MPa·m ^{1/2}
σ_m	Střední napětí	MPa
B	Tloušťka CT tělesa	mm
W	šířka CT tělesa od začátku ke středu otvoru pro upnutí	mm